第30卷 第3期
2016 年 3 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 30 No. 3
March 2016

冷变形对00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢摩擦磨损性能的影响*

赵浩川[1,2] 任伊宾[2] 刘文朋[2] 樊新民[1] 杨 柯[2]

1. 南京理工大学材料科学与工程学院 南京 210094
2. 中国科学院金属研究所 沈阳 110016

摘 要 对新型00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢进行不同变形量的冷轧处理, 研究了高氮无镍不锈钢的冷变形性能以及冷变形对其摩擦磨损性能的影响。结果表明, 高氮无镍不锈钢的奥氏体组织稳定, 即使发生60%的冷变形也不产生形变马氏体; 随着冷变形量的增加, 高氮无镍不锈钢的强度、硬度提高, 断后延伸率、加工硬化指数逐渐减小。在2、5和10 N载荷作用下, 00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的磨损速率随着冷变形量的增加呈现先减小后增加的趋势, 且载荷为2 N和5 N时在20%变形量处高氮无镍不锈钢具有最佳耐磨性, 载荷为10 N时40%变形态高氮无镍不锈钢的耐磨性最佳。同时, 随着冷变形程度和载荷的增加, 00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的磨损机制逐渐由磨粒磨损、氧化磨损和脆性剥落转变为磨粒磨损和脆性剥落。

关键词 金属材料, 摩擦磨损, 冷变形, 高氮无镍不锈钢, 磨粒磨损, 脆性剥落

分类号 TH117 文章编号 1005-3093(2016)03-0171-08

Effect of Cold Deformation on Friction Wear Property of 00Cr18Mn15Mo2N0.9 High-nitrogen Nickel-free Stainless Steel

ZHAO Haochuan[1,2] REN Yibin[2**] LIU Wenpeng[2] FAN Xinmin[1] YANG Ke[2]

1. Department of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

*Supported by National Natural Science Foundation of China No. 31370976 and National Basic Research Program of China No. 2012CB619101.

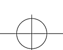
Manuscript received April 17, 2015; in revised form April 27, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (024)23971676, E-mail: ybren@imr.ac.cn

ABSTRACT The cold rolling with different reduction degrees for a new type high-nitrogen nickel-free stainless steel was conducted, then the cold deformation performance and its effect on the friction wear property for the steel were studied. The results showed that the microstructure of the steel was stable and there was no strain-induced martensite even by the maximum deformation of 60%. As the cold deformation increased, the strength and hardness of the steel increased rapidly while the elongation and work-hardening exponent decreased gradually. There existed a trend that the wear rate of the steel decreased firstly and then increased with the increasing cold deformation, whilst, the best wear resistance can be achieved by 20% cold deformation for the loads of 2 N and 5 N, and by 40% cold deformation for 10 N, respectively. Moreover, the main wear mechanism of the high-nitrogen nickel-free stainless steel changed from abrasive wear, oxidation wear and brittle flaking to abrasive wear and brittle flaking with the increasing cold deformation and load.

KEY WORDS metallic materials, friction wear, cold deformation, high-nitrogen nickel-free stainless steel, abrasive wear, brittle flaking

* 国家自然科学基金资助项目31370976和国家重点基础研究发展计划资助项目2012CB619101。
2015年4月17日收到初稿; 2015年4月27日收到修改稿。
本文联系人: 任伊宾
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.225



高氮钢具有优异的力学性能(如屈服强度、抗拉强度、塑韧性等)[1, 2]、耐蚀性能(如点蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀等)[3, 4]、生物相容性[5, 6]和低磁性, 广泛应用于电力、石油化工、生物医学和汽车等行业[7]。研究表明, 氮强化的奥氏体不锈钢其磨损性能和腐蚀磨损性能大幅度提高。Basak 等[8]研究铸态含氮不锈钢的粘着磨损性能时发现, 不锈钢中的部分镍元素被氮和锰代替后其加工硬化能力提高, 抗粘着磨损性能明显提高, 摩擦系数减小。Tschiptschin 等[9]的研究表明, 奥氏体不锈钢的耐磨损性能随着氮含量的增加而提高。Thomann 等[10]对比研究了 316L、Rex 734(00Cr21Ni9Mn3Mo2N0.41) 和 P558 (00Cr17Mn10Mo3N0.48)3 种不锈钢的腐蚀磨损性能, 发现高氮含量不锈钢的腐蚀磨损性能最好。Zhou 等[11]在研究 13Cr24Mn0.44N 奥氏体不锈钢的腐蚀磨损性能时发现, 无论在盐水+沙悬浮液中还是在水+沙悬浮液中 13Cr24Mn0.44N 不锈钢的耐磨性均优于 316L 不锈钢。本文作者在研究医用 00Cr17Mn15Mo2N0.46 不锈钢的体液环境磨蚀时发现, 磨蚀后高氮不锈钢的表面硬度提高 70%以上, 相对耐磨性是 316L 不锈钢的 10 倍左右[12]。但是, 对冷变形态、高氮含量奥氏体不锈钢耐磨性的研究较少。金属材料在冷变形过程中会因加工硬化效应而改变其强度、硬度和塑韧性, 而材料的耐磨性又与其加工硬化性能有直接的联系。因此, 本文使用氮含量为 0.9%的高氮无镍不锈钢, 对其进行 20%、40%、60%的冷变形处理, 系统研究冷变形对其摩擦磨损性能的影响。

1 实验方法

实验材料采用中科院金属研究所自主研发的医用高氮无镍不锈钢 00Cr18Mn15Mo2N0.9, 用 50 kg 加压感应炉熔炼, 其具体化学成分为 C: 0.014; N: 0.90; Cr: 18.30; Mn: 15.30; Mo: 2.40; Si: 0.31; S: 0.009; P: 0.010(质量分数, %), 其余为 Fe。高氮无镍不锈钢铸锭经锻造后热轧成 5 mm 厚的初始钢板, 初始钢板经 1150℃固溶处理 1 h、水冷和去氧化皮, 然后沿厚度方向冷轧减薄, 最终获得 20%、40%、60%的冷轧钢板。

在冷轧钢板上沿垂直于轧制方向切取拉伸试样进行拉伸力学性能测试, 拉伸试样为狗骨头形板状试样, 平行长度为 27 mm, 平行段的宽度为 7.5 mm, 原始标距为 25 mm, 拉伸实验在 CMT 4304 微机控制电子万能实验机上进行。金相试样选择平行于轧制方向取样(和摩擦表面一致), 尺寸为 10 mm×10 mm, 水砂纸磨到 2000#后机械抛光, 然后用 10%草酸水溶液电解腐蚀(电压为 20 V, 腐蚀时间为 15 s), 金相观察在 Leica Mikrosysteme 光学显微镜(OM)上进行, 并用 Rigaku D/max-RB 型 X 射线衍射仪(XRD)分析高氮无镍不锈钢变形前后的相组成。

在冷轧钢板上垂直于冷轧方向切取尺寸为 22 mm× 24 mm 的摩擦磨损试样, 试样厚度分别为 2.8、2.0 和 1.4 mm, 再将试样依次逐级水砂纸预磨至 2000#并机械抛光。干摩擦磨损实验在 TRIBOMETER 摩擦磨损试验机上进行, 运动模式采用往复模式(往复行程为 18 mm), 对摩副选择直径 6 mm 的 Si_3N_4 陶瓷球(HV≥1300), 载荷取 2、5 和 10 N, 最大线速率为 15 cm/s, 载荷为 2 和 5 N 时的滑动距离为 2000 m, 载荷为 10 N 时的滑动距离为 1000 m; 实验前后将试样置于丙酮、酒精中进行超声清洗、吹干, 然后在精度为 0.1 mg 的 ES-180J 电子分析天平上称重以得到失重量。每个实验条件重复 3 次, 取 3 次实验所得失重的平均值作为最终结果。实验采用单位磨损距离的磨损重量表征材料的磨损速率; 在磨损过程中, 摩擦系数由试验机自动采集。用 Cambridge S360 扫描电子显微镜(SEN)观察磨损后样品的磨痕形貌, 并在 HVT-1000 显微维氏硬度计上测量磨损前后的硬度值。

2 结果和讨论

2.1 高氮无镍不锈钢的微观组织

图 1 给出了不同变形态 00Cr18Mn15Mo2N0.9 高氮无镍不锈钢的 OM 像。可以看出, 高氮无镍不锈钢的组织为单一稳定的奥氏体组织, 由奥氏体晶粒和部分孪晶组成。经过冷变形后晶粒发生变形, 晶内产生大量的变形带; 随着变形量的增加, 参与变形的晶粒逐渐增多, 晶粒取向逐渐趋于一致。奥氏体不锈钢发生冷变形后容易诱发形变马氏体的形成。冷变形对 00Cr18Mn15Mo2N0.9 高氮无镍不锈钢组织的影响, 如图 2 所示。可以看出, 00Cr18Mn15Mo2N0.9 高氮无镍不锈钢的奥氏体组织稳定, 即使发生 60%的冷变形, 在高氮无镍不锈钢中也未发现形变马氏体; 00Cr18Mn15Mo2N0.9 高氮无镍不锈钢奥氏体组织的稳定与其较高的氮含量密切相关, 氮不仅能强烈形成和稳定奥氏体组织、扩大奥氏体相区、降低不锈钢的层错能和促进孪晶的形成, 还能降低马氏体的形成温度和抑制形变马氏体的形成[13, 14]。同时, 冷变形使不锈钢的晶粒逐渐细化、微观应力逐渐增大、参与衍射的晶面逐渐发生偏转, 最终导致(200)、(311)、(222)晶面对

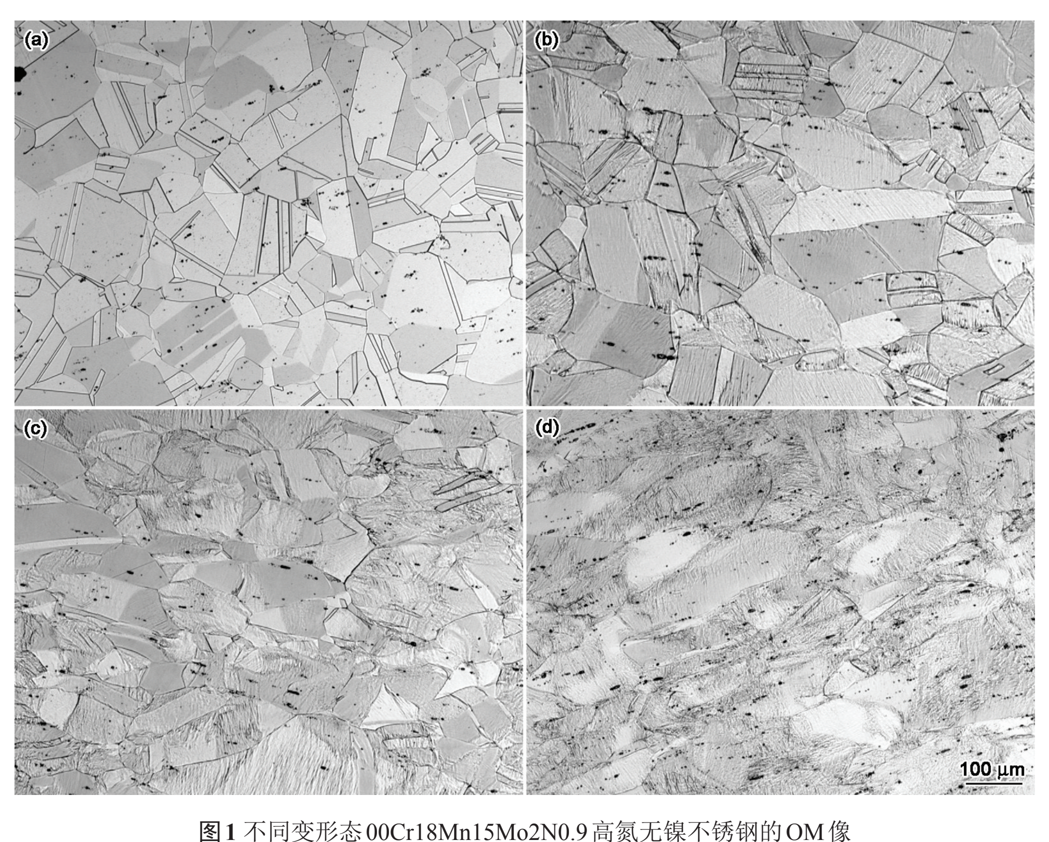


图1 不同变形态00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的OM像

Fig.1 OM images of 00Cr18Mn15Mo2N0.9 stainless steel with cold deformation of 0 (a), 20% (b), 40% (c) and 60% (d)

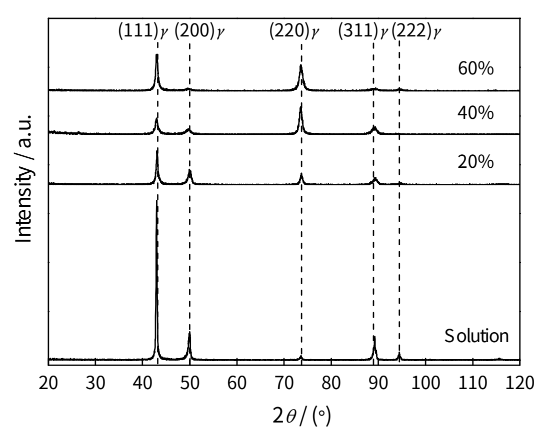


图2 不同变形态00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的XRD谱

Fig.2 XRD spectra of 00Cr18Mn15Mo2N0.9 stainless steel with different cold deformation

应的衍射峰高逐渐变小, 半峰宽逐渐增加, 而(220)晶面对应的衍射峰高逐渐变大, 半峰宽逐渐增大。

2.2 高氮无镍不锈钢的力学性能

表1给出了不同冷变形态00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的室温力学性能。从表中可以看出, 随着冷变形量的增加, 高氮无镍不锈钢的屈服强度、抗拉强度和硬度不断提高, 断后延伸率逐渐下降。与退火态相比, 00Cr18Mn15Mo2N0.9不锈钢经过20%冷变形后, 其屈服强度成倍提高, 硬度提高50%以上, 经过60%冷变形后, 不锈钢的屈服强度和硬度分别提高180%和74%以上。根据Hollomon关系式$S=Ke^n$可计算出不同变形态00Cr18Mn15Mo2N0.9不锈钢的加工硬化指数n(表1)。结果表明, 退火态00Cr18Mn15Mo2N0.9不锈钢具有较高的加工硬化能力, 且随着变形量增加其加工硬化指数逐渐减小。在高氮无镍不锈钢中, 氮不仅能够促进奥氏体的形成和稳定, 还能从固溶强化、晶粒尺寸强化和形变硬化3个方面提高不锈钢的强度和硬度[15]。氮之所以能提高不锈钢的加工硬化能力, 是因为氮促进滑移平面和形变孪晶增加(图1), 活跃的滑移面和孪晶层能有效阻止位错运动和孪晶扩展, 从而强烈地增大奥氏体钢的强度和硬度[16, 17]。

2.3 冷变形对高氮无镍不锈钢摩擦磨损性能的影响

不同冷变形态00Cr18Mn15Mo2N0.9不锈钢在不同载荷(2、5和10 N)作用下的磨损过程均分为两个阶段: 低摩擦系数磨损阶段(第一阶段)和高摩擦系数磨损阶段(第二阶段), 图3给出了5 N载荷下不同冷变形样品磨损过程中的摩擦系数随滑动时间的变化。在第一阶段, 随着时间的增加, 摩擦系数先下降并保持在某一较小值, 经过一定时间后摩擦系数快速增加到某一较大值, 磨损进入第二阶段。在第二阶段, 摩擦系数随着时间的增加

表1 00Cr18Mn15Mo2N0.9不锈钢的室温力学性能

Table 1 Mechanical properties of 00Cr18Mn15Mo2N0.9 stainless steel with different cold deformation at room temperature

Cold deformation/%	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	HV0.3	n
0	630	1020	60	306	0.640
20	1279	1318	25.2	447	0.215
40	1625	1675	11.2	499	0.047
60	1775	1855	7.9	533	0.042

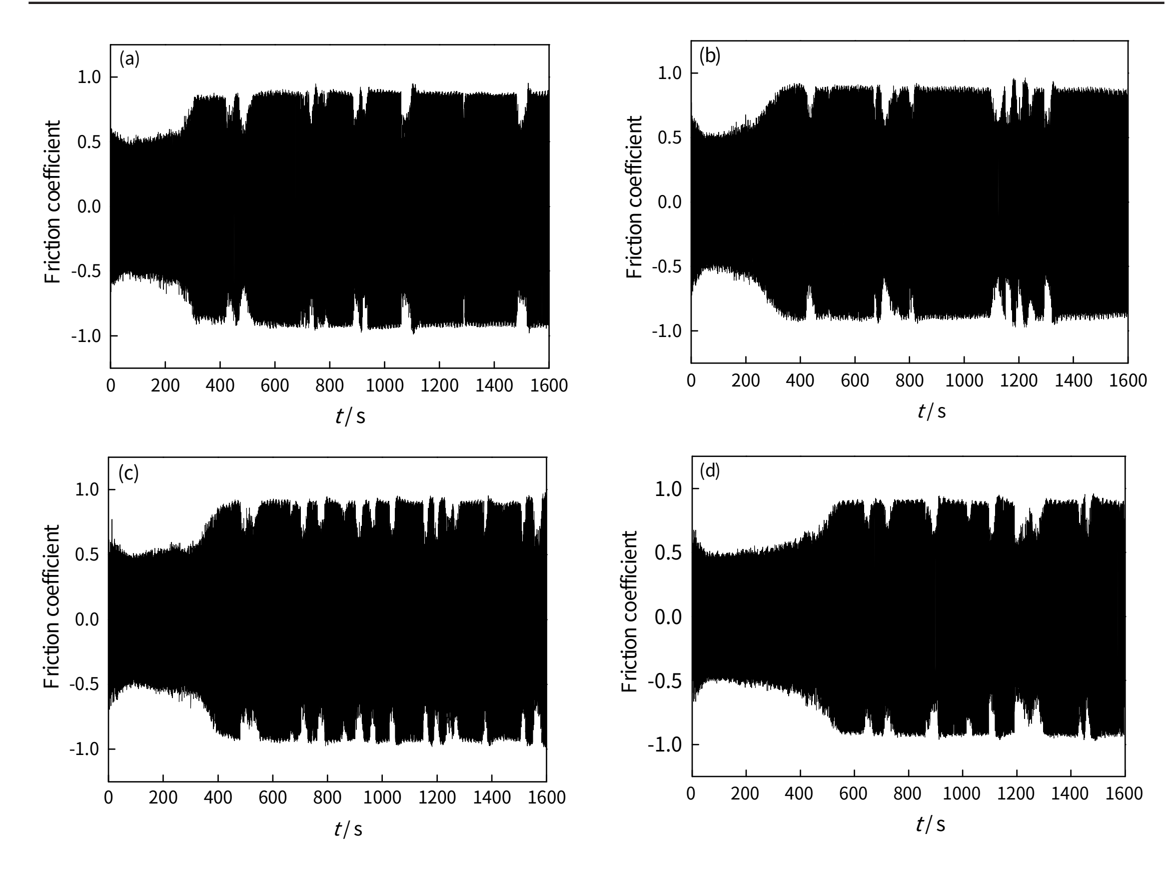


图3 载荷为5 N时不同变形态试样的摩擦系数与磨损时间的关系

Fig.3 Variation of friction coefficient with sliding time for the sample with cold deformation of 0 (a), 20% (b), 40% (c) and 60% (d) at a load of 5 N

出现一定的波动。这种波动使摩擦系数-时间曲线呈锯齿状，且随着变形量增加，曲线上的锯齿数有增加的趋势；另外，从图3还可以看出，随着冷变形量的增加，磨损试样第一阶段的持续时间逐渐延长。

在通常情况下，两相对滑动表面摩擦系数是表面粘着、微凸体犁沟、凸体变形以及磨粒综合作用的结果。本文实验中，开始磨损时Si_3N_4陶瓷球在法向载荷的作用下压入试样表面，接触面积非常小，宏观接触应力很大；当摩擦副相对运动后，氮化硅陶瓷球犁削试样表面，摩擦阻力较大，摩擦系数较高；随着磨损的进行，Si_3N_4陶瓷球与试样表面的接触面积逐渐增加，宏观接触应力减小，从而使摩擦系数逐渐减小。磨损继续进行，摩擦表面的粗糙化和硬化使犁削分量增大、磨屑量增加，摩擦系数不断增大并逐渐到达第二阶段。在磨损的第二阶段，滑动表面的摩擦系数相对稳定，但是某一段时间内摩擦表面磨屑的形成和排除不等使第二阶段摩擦系数曲线存在一定的波动。实验观察发现，磨损第二阶段摩擦系数降低时磨痕中磨屑相对较少，磨痕相对平滑。另外，随着冷变形量的增加，试样磨损第一阶段的持续时间逐渐延长，可

能是高氮无镍不锈钢强度和硬度的增加使其在磨损第一阶段抵抗 Si_3N_4 陶瓷球切削的能力增加, 磨损表面磨屑增加速度慢, 磨痕较长时间保持相对平滑。

图4给出了不同载荷条件下冷变形对高氮无镍不锈钢磨损速率的影响。可以看出, 在所有载荷(2、5和10 N)作用下, 00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的磨损速率均随冷变形量的增加呈现先减小后增加的趋势, 即高氮无镍不锈钢的耐磨性随冷变量的增加先增后减。并且, 在低载荷(2和5 N)作用下, 20%冷变形样品呈现最小的磨损速率, 而当载荷提高到10 N时, 40%冷变形样品的磨损速率最小。另外, 随着载荷的增加, 各种变形态高氮无镍不锈钢的磨损速率均大幅度增加。

以上实验结果表明, 冷变形的增加并不能相应地提高金属材料耐磨性, 而是存在一个临界变形量使其耐磨性最佳, 这与文献[18-20]的结论不同。根据力学性能, 虽然冷变形提高了高氮无镍不锈钢的强度和硬度, 但同时也使不锈钢的塑性降低而金属材料获得最佳耐磨性需要其强度指标和塑性指标的良好结合[21, 22]。因此, 在本实验中, 不锈钢经20%冷变形后, 其显微硬度从306HV0.3提高到447HV0.3, 提高了近50%, 屈服强度从630 MPa增加到1279 MPa, 增加了近103%, 塑性虽然降低但仍保持在25%左右, 良好的强硬度和塑性结合使其具有最佳耐磨性; 同理, 当载荷为10 N时40%冷变形样品具有最佳耐磨性。根据其微观结构, 当高氮无镍不锈钢经过较大冷变形后, 钢中的位错及亚结构急剧增加, 在磨损过程中, 在载荷的作用下这些位错及亚结构促进空位或裂纹的形成和扩展, 加速了材料的磨损[23], 从而导致高变形量高氮无镍不锈钢的耐磨性下降。

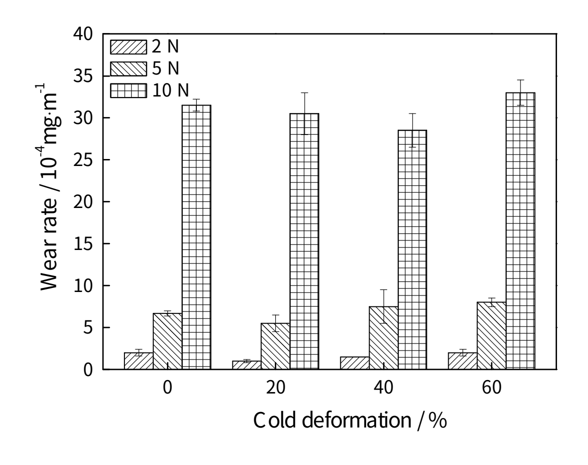


图4 冷变形对高氮无镍不锈钢磨损速率的影响

Fig.4 Effect of cold deformation on the wear rate of high-nitrogen nickel-free stainless steel

在磨损过程中, 试样的磨痕硬度也因实验条件的改变而发生变化。图5给出了载荷为5 N时磨损第一阶段试样的磨痕硬度与磨损时间的关系。由图可知, 在磨损初期所有试样的磨痕硬度均随着磨损时间的延续而提高, 且固溶态试样的磨痕硬度提高最快; 随后, 试样的磨痕硬度开始缓慢下降; 在同一时刻, 随着变形量的增加, 试样的磨痕硬度有增加的趋势。表2给出了在不同载荷条件下, 不同变形态高氮无镍不锈钢试样的磨痕硬度。由表2可知, 当载荷相同时, 不同变形态高氮无镍不锈钢试样的磨痕硬度基本相同; 而随着载荷的增加, 试样的磨痕硬度逐渐增加, 当载荷为10 N时磨痕硬度高达630HV0.1左右。

在磨损初期, 由于 Si_3N_4 陶瓷球与试样的接触面积很小, 试样磨痕处单位面积受到的作用力大, 因此磨损过程中与对磨副接触的材料快速加工硬化, 硬度快速增加; 随后, 随着磨损的进行, Si_3N_4 陶瓷球与试样的接触面积逐渐增大, 试样磨痕处单位面积受到的作用力开始减小, 磨痕硬度也缓慢减小; 与其它试样相比, 固溶态试样具有较高的加工硬化指数, 加工硬化能力最强, 最终使其磨痕硬度增速最快。随着磨损时间的进一步延长, 磨损使 Si_3N_4

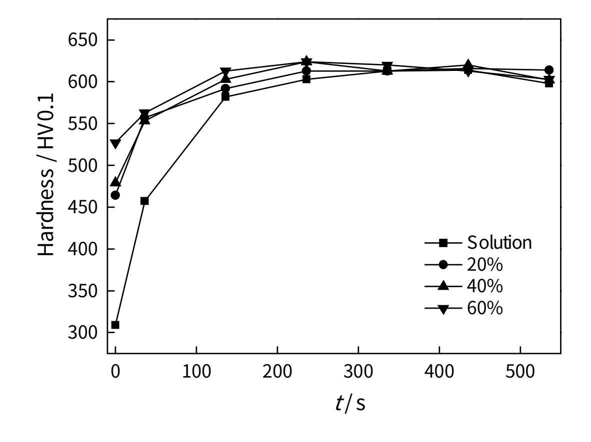


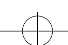
图5 磨损第一阶段试样的磨痕硬度与磨损时间的关系

Fig.5 Variation of hardness of worn surfaces with sliding time for samples at the first stage at 5 N

表2 不同变形态高氮无镍不锈钢试样的磨痕硬度

Table 2 Hardness of worn surfaces for high-nitrogen nickel-free stainless steel with different cold deformation (HV0.1)

Load/N	0	20%	40%	60%
2	578	582	583	581
5	594	605	607	598
10	625	633	636	639



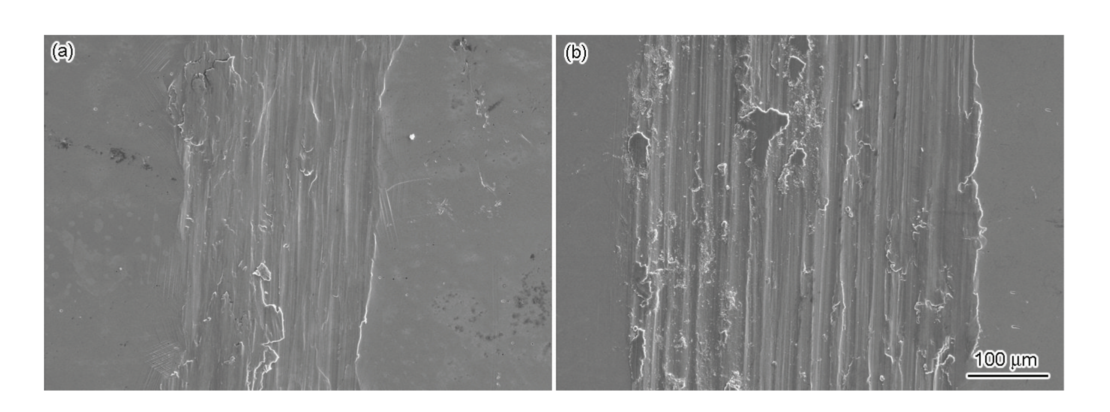


图6 载荷为5 N时退火态试样磨损第一阶段不同时刻的磨痕形貌

Fig.6 SEM images of the worn surfaces of as-annealed sample at a load of 5 N at 36 s (a) and 336 s (b) in the first stage

陶瓷球与试样的接触面积相近, Si_3N_4陶瓷球对与之接触的磨痕表面的作用力接近, 最终使磨痕硬度基本相同; 而当载荷增加时, 较大的作用力使高氮无镍不锈钢的加工硬化作用更强, 从而使磨痕硬度提高。

2.4 磨损机理

图3表明高氮无镍不锈钢的摩擦磨损过程主要分为两个不同阶段, 而在不同的阶段磨损表面将发生不同的变化。图6给出了载荷为5 N时退火态试样磨损第一阶段不同时刻磨痕的表面形貌。从图6a可以看出, 试样磨损36 s后磨痕中有不规则的犁皱沟槽和材料堆积, 磨痕边缘因塑性变形留有相互交错的变形带; 而当试样磨损336 s后磨痕变深变宽, 磨痕中的沟槽变得规则且相互平行, 沟槽中分布有大小不一的磨屑(图6b), 且磨屑数量比36 s时的多。这是因为: 在摩擦副相对运动过程中磨痕表面材料不断被挤压、变形而加工硬化, 加上摩擦生热促进了堆积材料的氧化, 从而导致材料变脆、破裂而形成磨屑。对图6b中的磨屑进行EDS分析, 结果表明, 磨屑中具有较高的硅含量。这说明, Si_3N_4陶瓷球也逐渐被磨损, 磨损掉的Si_3N_4微颗粒充当磨粒继续参与磨损。

图7给出了5和10 N载荷作用下不同冷变形态高氮无镍不锈钢磨损第二阶段的磨痕形貌。当载荷为5 N时, 试样的磨痕表面均有明显犁皱形成的沟槽、灰黑色的氧化皮以及大小不一的凹坑。由此可以判断, 高氮无镍不锈钢主要的磨损机制包括磨粒磨损、氧化磨损和脆性剥落, 属于复合磨损; 另外, 由图7a-c可以看出, 不同冷变形态高氮无镍不锈钢样品表面3种形貌特征各自所占的比例不一致, 退火态高氮无镍不锈钢主要发生磨粒磨损和氧化磨损, 脆性剥落占很小的一部分, 而随着冷变形量的增加, 脆性剥落逐渐增多, 氧化磨损有减少的趋势。当载荷增加到10 N时, 试样的磨损形式主要为磨粒磨损和脆性剥落, 且随着变形量的增加, 磨粒磨损减小、剥落加剧(图7d-f)。

图8给出了不同实验条件下高氮无镍不锈钢试样的磨屑形貌。由图8a可知, 载荷为5 N时退火态试样的磨屑细小并呈絮状, 同时含有个别较大的条片状磨屑, 絮状磨屑由细小磨屑聚集而成, 而条片状磨屑是磨粒凿削或脆性剥落的结果。当载荷为10 N时, 由于载荷较大, 磨粒或对磨副硬凸起对表面材料的凿削力更大, 加上试样的变形量较大, 脆性大, 脆性剥落严重, 最终使40%变形态试样的磨屑较大, 且棱角分明(图8b)。

结合不同变形态高氮无镍不锈钢的力学性能、磨痕形貌和磨损机理分析可知, 当载荷为2 N和5 N时, 由于退火态高氮无镍不锈钢基体硬度相对较低, 其抵抗磨粒磨损的能力较差, 加上氧化磨损的存在, 其耐磨性相对较小, 当变形量为20%时, 高氮无镍不锈钢获得最佳耐磨性, 而随着变形量的继续增加, 试样的硬度增加, 脆性增大, 表面材料的脆性剥落加重, 耐磨性逐渐下降。当载荷为10 N时, 所有试样的磨损表面因加工硬化而获得高硬度的硬化层, 硬化层硬度在630HV0.1左右, 因此, 随着变形量的增加, 高氮无镍不锈钢抵抗磨粒磨损和支撑硬化层的能力增加, 耐磨性逐渐提高。而当变形量达到60%时, 由于试样整体硬而脆, 在磨损过程中试样的低塑性不能松弛裂纹尖端的应力集中, 导致裂纹的快速扩展, 最终形成严重的脆性剥落, 不锈钢的耐磨性下降。

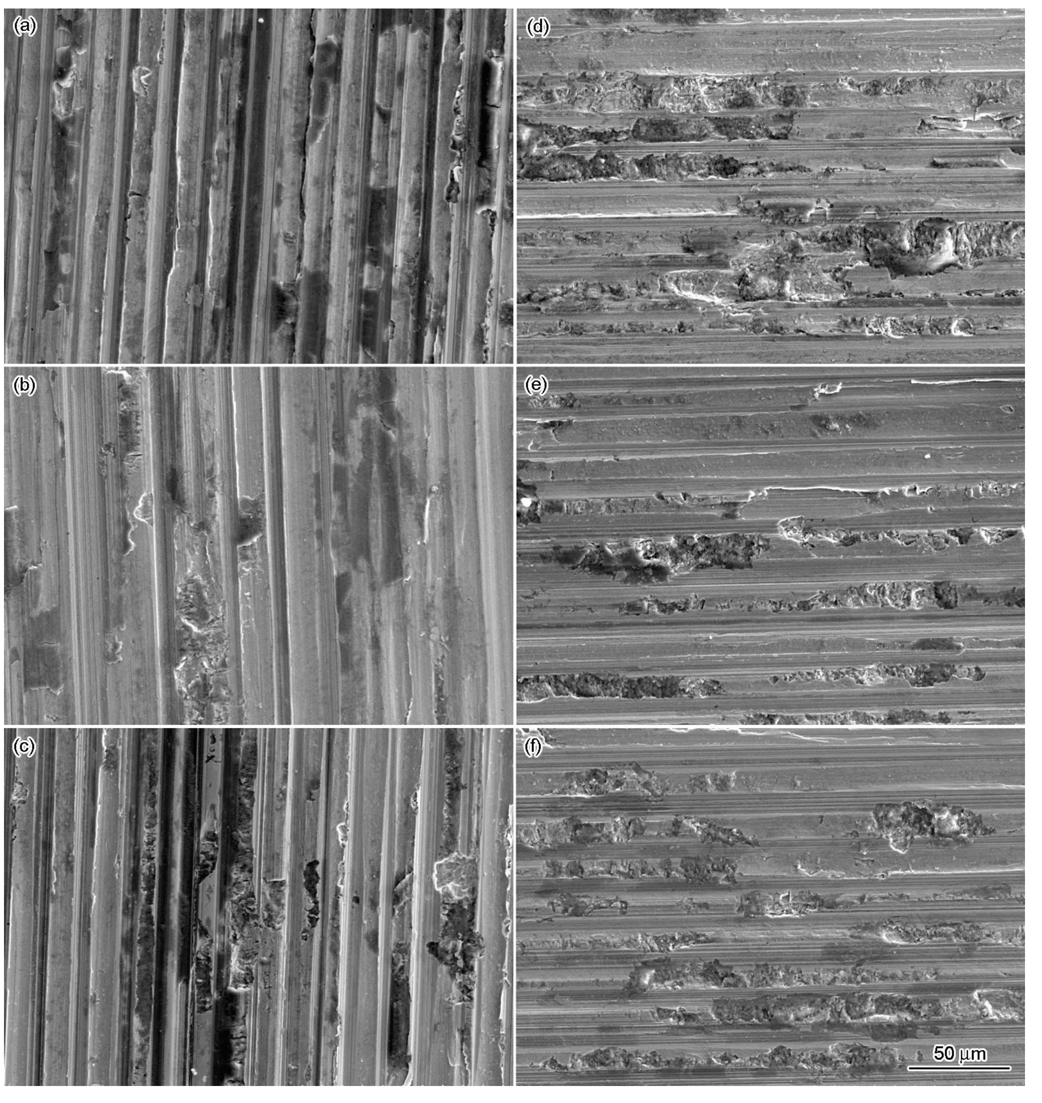


图7 高氮无镍不锈钢的磨痕形貌

Fig.7 SEM images of worn surface of the high-nitrogen nickel-free stainless steel with cold deformation of 0 (a), 20% (b), 60% (c) at a load of 5 N and 0% (d), 40% (e), 60% (f) at a load of 10 N

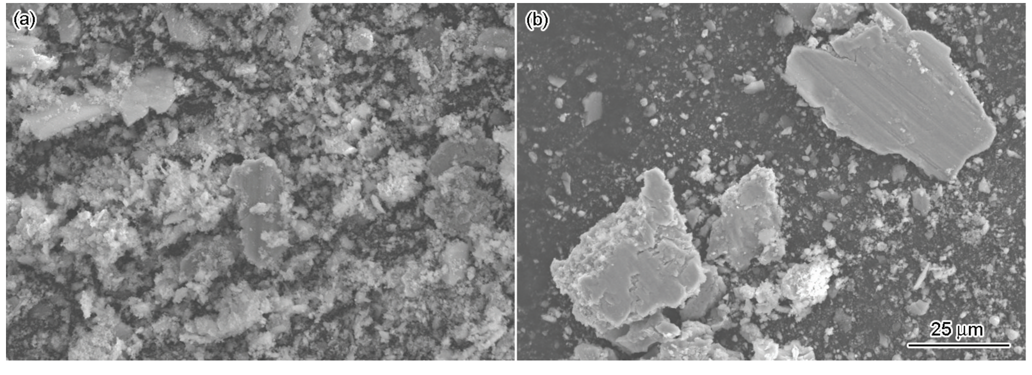


图8 高氮无镍不锈钢的磨屑形貌

Fig.8 SEM images of wear debris for an annealed sample at 5 N (a) and a 40% cold deformed sample at 10 N (b)

3 结　论

1. 00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢经不同程度的冷变形后, 其组织仍为单一稳定的奥氏体组织, 即使发生60%的大变形也未产生形变马氏体; 冷变形使不同晶面对应的衍射峰高度和宽度发生改变。随着冷变形量的增加, 00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的屈服强度、抗拉强度和硬度快速增加, 而断后延伸率和加工硬化指数逐渐减小。

2. 高氮无镍不锈钢试样的磨损均分为两个阶段, 第一阶段的摩擦系数先减小后增加, 第二阶段的

摩擦系数相对稳定,但都有一定的波动。在不同载荷作用下00Cr18Mn15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的磨损速率随着冷变形量的增加呈现先减小后增加的趋势。当载荷为2 N和5 N时20%变形态高氮无镍不锈钢具有最佳耐磨性,而当载荷为10 N时40%变形态高氮无镍不锈钢具有最佳耐磨性。经相同时间的磨损后同一载荷条件下不同变形态试样的磨痕硬度基本相同,而当载荷增加时磨痕硬度也相应地增加。

3. 随着冷变形程度和载荷的增加,00Cr18Mn-15Mo2N0.9高氮无镍不锈钢的磨损机制逐渐由磨粒磨损、氧化磨损和脆性剥落变为磨粒磨损和脆性剥落。

参 考 文 献

1 H. B. Li, Z. H. Jiang, Z. M. Zhang, B. Y. Xu, F. B. Liu, Mechanical properties of nickel free high nitrogen austenitic stainless steels, Journal of Iron and Steel Research, **14**(5), 330(2007)

2 M. Talha, C.K. Behera, O.P. Sinha, Effect of nitrogen and cold working on structural and mechanical behavior of Ni-free nitrogen containing austenitic stainless steels for biomedical applications, Materials Science and Engineering C, **47**, 196(2015)

3 H. B. Li, Z. H. Jiang, Y. Yang, Y. Cao, Z. R. Zhang, Pitting corrosion and crevice corrosion behaviors of high nitrogen austenitic stainless steels, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, **16**(5), 517(2009)

4 P. Wan, Y. B. Ren, B. C. Zhang, K. Yang, Effect of nitrogen on bio-corrosion behavior of high nitrogen nickel-free stainless steelin different simulated body fluids, Materials Science and Engineering C, **32**, 510(2012)

5 M. H. Li, T. Y. Yin, Y. Z. Wang, F. F. Du, X. Z. Zou, H. Gregersen, G. X. Wang, Study of biocompatibility of medical grade high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel in vitro, Materials Science and Engineering C, **43**, 641(2014)

6 K. Yang, Y. B. Ren, Nickel-free austenitic stainless steels for medical applications, Science and Technology of Advanced Materials, **11**, 1(2010)

7 LI Guangqiang, DONG Tingliang, Progresses on applications and fundamental of high nitrogen steels, China Metallurgy, **17**(7), 5 (2007)
(李光强, 董廷亮, 高氮钢的基础研究及应用进展, 中国冶金, **17**(7), 5(2007))

8 A. Basak, D.K. Roy, G.L. Dutta, Adhesive wear characteristics of cast nitrogenated stainless steel, Wear, **184**, 241(1995)

9 A. P. Tschiptschin, C. M. Garzón, D. M. Lopez, The effect of nitrogen on the scratch resistance of austenitic stainless steels, Tribology International, **39**, 167(2006)

10 U. I. Thomann, P. J. Uggowitzer, Wear-corrosion behavior of biocompatible austenitic stainless steels, Wear, **239**, 48(2000)

11 G. H. Zhou, H. Y. Ding, Y. Zhang, N. N. Li, Corrosion-erosion wear behaviors of 13Cr24Mn0.44N stainless steel in saline-sand slurry, Tribology International, **43**, 891(2010)

12 REN Yibin, Study of new biomedical nickel-free stainless steel, PhD thesis (Shenyang, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2004)
(任伊宾, 新型医用无镍不锈钢的研究, 博士学位论文 (沈阳, 中国科学院研究生院, 2004))

13 M. Sumita, T. Hanawa, S.H. Teoh, Development of nitrogen-containing nickel-free austenitic stainless steels for metallic biomaterials-review, Materials Science and Engineering C, **24**, 53(2004)

14 YUAN Junping, LI Wei, CHEN Shaoxing, LU Huanxun, Research and development of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel, Foundry, **61**(11), 1308(2012)
(袁军平, 李 卫, 陈绍兴, 卢焕洵, 高氮无镍奥氏体不锈钢的研究与发展, 铸造, **61**(11), 1308(2012))

15 CUI Dawei, QU Xuanhui, LI Ke, Research progress in high-nitrogen low-nickel austenitic stainless steels, Materials Review, **19**(12), 64(2005)
(崔大伟, 曲选辉, 李 科, 高氮低镍奥氏体不锈钢的研究进展, 材料导报, **19**(12), 64(2005))

16 WANG Songtao, Mechanical behaviors and mechanisms of nitrogen effect of high nitrogen austenitic stainless steels, PhD thesis (Shenyang, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2008)
(王松涛, 高氮奥氏体不锈钢的力学行为及氮的作用机理, 博士学位论文 (沈阳, 中国科学院研究生院, 2008))

17 P. Müllner, C. Solenthaler, P. Uggowitzer, M.O. Speidel, On the effect of nitrogen on the dislocation structure of austenitic stainless steel, Materials Science and Engineering A, **164**, 164(1993)

18 K. K. Ray, V. Toppo, S. B. Singh, Influence of pre-strain on the wear resistance of a plain carbon steel, Materials Science and Engineering A, **420**, 333(2006)

19 J. F. Archard, Contact and rubbing of flat surfaces, Journal of Applied Physics, **24**, 981(1953)

20 J. M. Wu, S. L. Zheng, Z. Z. Li, Y. W. Zeng, Effects of cold deformation on the low speed sliding wear of the RS/PM Al-10 wt.% Ti alloy against carbon steel, Wear, **232**, 25(1999)

21 SHU Delin, *The Mechanical Properties of Engineering Materials* (Beijing, China Machine Press, 2007) p.145-147
(束德林, 工程材料力学性能 (北京, 机械工业出版社, 2007) p.145-147)

22 L. H. Tang, C. X. Gao, J. L. Huang, H. Y. Zhang, W. C. Chang, Dry sliding friction and wear behaviour of hardened AISI D2 tool steel with different hardness levels, Tribology International, **66**, 165 (2013)

23 Y. Sun, Sliding wear behaviour of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel, Tribology International, **57**, 67(2013)

